

HIGH STRENGTH STEEL WIRE FOR SPRING AND ITS PRODUCTION

Publication number: JP2000169937 (A)

Publication date: 2000-06-20

Inventor(s): HAYASHI HIROAKI; SUZUKI SHOICHI; OCHIAI YUKIO;
HASHIMURA MASAYUKI; HAGIWARA HIROSHI; MIYAKI
TAKANARI

Applicant(s): SUZUKI METAL INDUSTRY CO LTD; NIPPON STEEL
CORP

Classification:

- international: *C22C38/02; C21D9/52; C22C38/00; C22C38/06;
C22C38/18; C22C38/34; C22C38/44; C22C38/46;
C22C38/50; C21D1/18; C22C38/02; C21D9/52; C22C38/00;
C22C38/06; C22C38/18; C22C38/34; C22C38/44;
C22C38/46; C22C38/50; C21D1/18; (IPC1-7): C22C38/00;
C21D9/52; C22C38/18; C22C38/50*

- European: C21D9/52B; C22C38/06; C22C38/34; C22C38/44;
C22C38/46

Application number: JP19990103305 19990409

Priority number(s): JP19990103305 19990409; JP19980280168 19981001

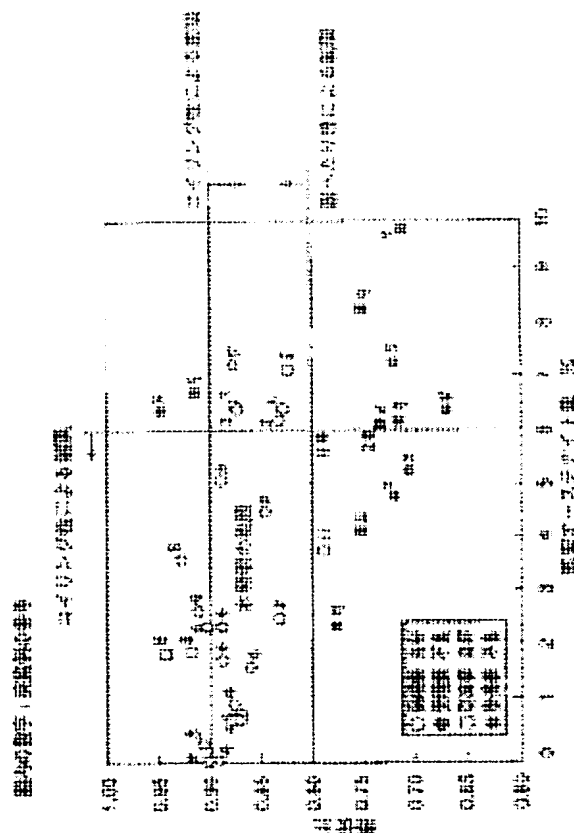
Also published as:

JP3595901 (B2)
FR2784119 (A1)
US6338763 (B1)
KR20000028786 (A)
DE19947393 (A1)

Abstract of JP 2000169937 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an oil tempered steel wire having high strength (≥ 1960 MPa tensile strength) and good workability.

SOLUTION: This steel wire is the one contg., as steel components, by weight, 0.4 to 0.7% C, 1.2 to 2.5% Si, 0.1 to 0.5% Mn, 0.4 to 2.0% Cr and 0.0001 to 0.005% Al, in which the content of P is limited to $\leq 0.015\%$, and that of S to $\leq 0.015\%$, and the balance Fe with inevitable impurities, in which the size of nonmetallic inclusions is $\leq 15 \mu\text{m}$, its tensile strength is ≥ 1960 MPa, the yield ratio ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) is 0.8 to 0.9 or the yield ratio is ≥ 0.8 , and also, the content of retained austenite is controlled to $\leq 6\%$.



Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

おいては残留オーステナイト量には影響しないが、むしろ低下などの結果が示されており、その残留オーステナイト量の影響は明確ではなかった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明では高強度と冷間での良好なばね成形性を両立できる高強度ばね用鋼線とその製造方法の提供を課題としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】ばねの疲労強度、耐へた性を向上させるためには1960MPa以上の高強度であることが必要不可欠である。特に最近高強度のばねを得る手法としてばねの窒化処理がしばしば適用されている。この場合の窒化温度は380～580℃という高温が適用される。このような場合、オイルテンパー処理時を含めて焼戻し軟化低抗を高める手段として従来のC、Siに加え、V、Mo、Ti、Nbなどが添加されることが多い。本発明においてもこのような元素が添加されている。

【0007】また、このように引張強さが1960MPaを超えるような高強度化された材料で製造されたばねは、単純な疲労試験でも従来の鋼とは異なる破壊機構で破壊する。特効的な破壊は従来のより小さな非金属介在物を起点とするものや粒界破壊を呈することが多い。そこで、破壊起点となる非金属介在物の大きさを小さくするとともに、粒界を清浄化して粒界強度を向上させ、特に粒界に偏析して粒界強度を下げるP、Sを低減させることが重要である。

【0008】上述の合金元素を添加して高強度を得ると、ばねの成形性に問題を生じることが多い。高強度な冷間成形品ばねの素材としてはオイルテンパー線が広く用いられているが、このオイルテンパー線は伸縮加工した材料を連続的に焼入れ、焼戻しをするストランド処理という方式により製造される。この方式は極めて短時間の熱処理時間で効率よく焼入れ、焼戻しを行うことに特徴がある。しかし、合金元素を固溶させるための加熱時間が熱間成形品ばねの熱処理より短時間であるため、未固溶の炭素化合物が基質中に残留しやすい。この炭素化合物は再結晶に際し、結晶粒生成の核となり結晶粒界を微細化させ、降伏強度を上昇させるので降伏点上昇に伴う破壊ひずみの減少および切り欠き感受性の増大をもつ。従って、未固溶の炭素化合物を少なくすることが、冷間でのばね成形性向上につながることを見出した。そのため、実際上の熱処理時において炭素化合物を制御しつつ降伏点を下げることも効果的である。

【0009】さらに上述の合金元素を添加した場合、残留オーステナイトが偏析部やオーステナイト粒界付近に残留することが多い。残留オーステナイトは加工誘起変態によってひずみエネルギーを解放するため、延性を高める場合もあるが、実際の冷間コイルリングにおいては加工性を損なうことが多い。すなわち、残留オーステナイト

下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_b$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線である。

【0014】また(5)前記(1)から(4)の何れかに規定された化学成分に加え、重量%でNb:0.005～0.05%またはTi:0.005～0.05%の1種または2種を含み、非金属介在物の大きさが15 μ m以下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_b$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線である。

【0015】また(6)前記(1)から(5)のいずれかに規定した化学成分の鋼に対し、加熱温度を920℃以上、焼入れ時の線の温度を45℃以下となるように熱処理をすることにより、非金属介在物<15 μ m、引張強さ1960MPa以上を有し、降伏点比($\sigma_{0.2}/\sigma_b$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8%以上残留オーステナイト量を0.6%以下にする高強度ばね用鋼線の製造方法である。

【0016】

【発明の実施の形態】発明者は焼入れ焼戻し後に高強度と加工性を両立する鋼線とその製造方法を発明するに至った。その詳細を以下に示す。

【0017】Cは鋼材の基体強度に大きな影響を及ぼす元素であり、十分な強度を得るために0.4～0.7%とした。0.4%未満では1960MPa以上の引張強度が得られず、0.7%超では過共析に近くなり、V、Nb、Mo、Ti等と結びついて炭化物を生成しやすいため、上限を0.7%とした。

【0018】Siはばねの強度、硬さと耐へた性を確保するために必要な元素であり、少ない場合は必要強度、耐へた性が不足するため、1.2%を下限とした。また多量に添加しすぎると、材料を硬化させるだけでなく、脆化する。特にオイルテンパー後のコイルリングにおいて折損を生じ易くなる。そこで焼入れ焼戻し後の脆化を防ぐために2.5%を上限とした。

【0019】Mnは硬度を十分に得るため、また鋼中に存在するSをMnSとして固定し、強度低下を抑制するために0.1%を下限とする。Mnの上限値を0.5%とした理由は以下に述べる。Mn量が多いと、伸線前の圧延時に局部的な過冷組織を生じ易くなる。通常、圧延はこのような過冷組織を生じないように注意深く行われるが、Mnが多量に含まれるミクロ偏析の影響で突発的に生じる可能性がある。このような過冷組織はひきつづき行われる伸線工程において断縁の原因になる。またMnは伸線前の皮むき工程(シェーピングあるいはローリング工程)において加熱による表層マルテンサイト生成を促進する。さらにMnは残留オーステナイトの残留量に大きな影響を与える元素で、後述する製造方法

で製造した場合、オイルテンパー後に残留オーステナイトを6%以下に抑制するために多くを添加できない。本発明においてはSを制限するため、Mn添加量を機械的性質が確保できる最低限に制限した。

【0020】Crは焼入れ性を向上させるとともに焼戻し軟化低抗を付与する。また窒化を行う鋼の場合、Nと結びついて窒化物を生成し、鋼を硬化させる。0.4%未満ではその効果は顕著ではなく、2.0%を超えるとCr系炭化物を生成し、破壊特性を低下させる。したがってCr含有量を0.4～2.0%と規定した。

【0021】Pは鋼を硬化させるが、さらに偏析を生じ、材料を脆化させる。特に脆性強度を低下させ、衝撃値の低下や水素の侵入により遅延破壊などを引き起こす。そのため少ない方がよい。そこで脆化傾向が顕著となる0.015%を上限とした。

【0022】SもPと同様に鋼中に存在すると鋼を脆化させる。Mnによって効力その影響力を小さくできるが、MnSも介在物の形態をとるため、破壊特性は低下する。またMn添加の弊害を最小化するためにもSの含有量を制限し、Mn添加量を最低限に抑制することが必要である。従って、Sも効力なくすることが望ましく、その影響が顕著となる0.015%を上限とした。

【0023】Vを添加すれば、軟化低抗を高めることができる。特に最近高強度のばねを得る手法としてはねの窒化処理がしばしば適用され、この場合の窒化温度は380～580℃という高温が適用される。このような高温熱処理を受けた際の硬さ低下を防ぐ元素としてVは有効な元素である。しかしその効果はVについては0.05%未満では効果がほとんど認められず、0.4%超では粗大な未固溶介在物を生成し、靱性を低下させる。またVもMnと同様に残留オーステナイト生成に影響する元素である。従ってMnとVの合計添加量が0.6%を超えると、残留オーステナイト量を6%以下にできない。そこでMn+Vが0.6%以下となるように制限した。

【0024】Niは焼入れ性を向上させ、熱処理によって安定して高強度化することができ、また延性を向上させるため、冷間コイルリング時の折損を防止させることも、ばねとしての破壊特性をも向上させる。その効果は0.1%未満では効果が認められず、2.0%超では効果が飽和する。

【0025】TiおよびNbは窒化物、炭化物を生成し、オーステナイト粒の微細化および析出強化に寄与する。これらの元素は0.005%未満ではその効果は認められなくなり、0.05%超では熱処理時に未溶解析出部として残留しやすくなる。未溶解の析出物は析出が大きい、破壊起点となりやすいため、オーステナイト粒の微細化や析出強化に寄与しなくなる。【0026】Alは酸化物生成元素であり、鋼溶製にお

いて脱酸に用いられることが多い。しかし弁はねのよう
な高強度で細い径で用いられる場合には Al_2O_3 を多量添
加するとそれによって生成される Al_2O_3 が破壊起点とな
りやすいため、すなわち、 Al_2O_3 は非常に脆質なため
に、溶融段階で生成した Al_2O_3 は圧延伸線を経て破
砕されず、応力集中源になり易い。また変形能がマトリ
ックスと異なるため、荷重を負荷された場合、 Al_2O_3
の周りに応力集中を生じてクラックやひびきを生じ易い。このよう
な理由から破壊起点となりやすい、ばねにおいては
疲労強度を低下させざるを得ない。従って Al 含有量は
制限されるべきである。

【0027】しかし現状技術による鋼溶製には脱酸が必
須であるため、脱酸元素の投入は避けられず、その酸化
物寸法を微細にする技術が必要である。そこで Al を含
む複合酸化物（たとえば $\text{Mn}-\text{Si}-\text{Al}$ 系酸化物）を生
成させて、比較的脆質な酸化物を生成させれば、酸化
物は圧延、伸線段階で破砕されて微細になり、破壊起点
にならない、したがって Mn 系および Si 系酸化物の軟
質化には微量の Al を添加した方が好ましい。そこで A
1が0.005%超であれば粗大な Al_2O_3 を生成する
のでこれを上限とした。また A 1を利用して微細に酸
化物の軟質化をはかるためには Al 1含有量の下限を0.
0001%とした。これ未満では Al 1を含む軟質な酸化
物を生成せず、 Si 系硬質酸化物を生成し、疲労強度が
低下する。

【0028】 Mo は焼き入れた焼戻し後の軟化抵抗を与え
る元素であり、必要のような高温で処理されても鋼の疲
化を抑制し、強度を与えることが出来る。 Mo が
0.1%未満であればその効果が小さく、また2.0超
では鋼中で炭化物を生成し、逆に破壊特性を低下させる
ことがある。そのため、 Mo の含有量の下限を0.1
%、上限を2.0%とした。

【0029】非金属介入物すなわち軟質な酸化物、窒化
物、炭化物については、その大きさが大きくなると疲労
強度に影響を及ぼす。本発明で対象とする1960MPaの
高強度では小さな介入物でも破壊起点となる。そ
のため、本発明の強度レベルで影響を及ぼさない介入
物寸法の上限は15 μm であるので、これを上限値とし
て規定した。この場合の測定方法は異作物の位置から採
取した鋼線の長手方向断面を光学顕微鏡に取り付けた画
像処理装置を用いて2000 mm^2 にわたって介入物を
観察し、認められた最大非金属介入物の円相当径を本発
明で規定する非金属介入物寸法とする。

【0030】鋼線の強度であるが、高強度ばねに供する
には鋼線の引張強度を1960MPa以上としなければ
ならない。これ以下ではコイルング後のばねの性能が従
来の鋼線を用いたものと同程度にならない性能となる。た
だし、前述したとおり、コイルングにおけるばね成形性
の点からは降伏点に留意する必要がある。すなわち冷間
成形では室温付近での塑性変形によってばね成形する

ので、塑性変形の開始応力と破断応力が接近した材料で
は破断寸前の応力負荷状態で成形していることになる。
このような状況では製造上のおおきく変動や、打ち腐な
どの要因により、破断する確率が非常に高くなり、コイ
リング特性が悪くなる。

【0031】従って、塑性変形開始応力と破断応力の差
が大きい材料の方がコイルング特性が良いと考えられ
る。このような観点から、塑性変形開始応力と破断応力
0MPaの場合、降伏比が0.9以下にすれば良いこと
を見出した。逆にこの降伏比が0.8未満となると十分
なべなり特性を発揮できない。そこでべなりの観点から
降伏比を0.8以上とした。ただしこの規定は残留オー
ステナイト量によっても変動するため残留オーステナイ
ト量が6%以下では降伏比が0.9以上でも冷間コイ
リングは可能である。

【0032】残留オーステナイト量を6%以下とした理
由を述べる。残留オーステナイトは開析部や旧オーステ
ナイト粒界付近に残留することが多い。残留オーステナ
イトは加工誘起変態によってマルテンサイトとなるが、
ばね成形時に誘起変態すると材料に局部的に高硬度部が
生成され、むしろばねとしてのコイルング特性を低下さ
せることを見出した。また最近のばねはジョットビーニ
ングやセッチングなど塑性変形による表面強化をおこな
うが、このように塑性変形を加える工程を複数含む製造
工程を有する場合、早い段階で生じた加工誘起マルテン
サイトが破壊すみを低下させ、加工性や使用中のばね
の破壊特性を低下させる。また打ちさす等のような工業
的に不可避的の変形が導入された場合にもコイルング中
に容易に折損する。従って、残留オーステナイトを極力
低減し、加工誘起マルテンサイトの生成を抑制すること
で加工性を向上させる。

【0033】次に製造方法に関して述べる。加熱温度を
920℃以上にした理由はばね鋼に対して十分なオーステ
ナタイト化温度とするだけでなく、析出物を十分に溶解
する必要があるからである。すなわち、 Mo 、 V 、 T
 i 、 Nb などは析出物を形成するが、焼入れ前の溶体化
が不十分であると未溶解析出物となった残留物。未溶
解析出物はコイルング時の破壊起点になったり、粗大化
するため析出物の数が減少するため、析出強化に寄与
できなくなる。このように未溶解析出物は当初の元素を
添加した意図に反した影響を現出するため、熱処理時に
は十分な注意が必要である。その目安として Mo 、 V 、
 Ti 、 Nb 系析出物の固溶量を0.1%以上にすれば析
出強化やコイルング時の折損防止に有効であることを見
出した。

【0034】ここで Mo 、 V 、 Ti 、 Nb 系析出物の固
溶量に関しての詳細を述べる。 V は炭素および窒素と親
和性が良く、 MC 型で表される基本組成を持った化合物
を形成する。オーステナイト領域では加熱によってその

形態を変化させる。未固溶炭化物の増減について V を例
に取ると、焼入れ焼戻し過程において V_4C_3 として析出
て表される。

$$\text{V}_4\text{C}_3 = 4\text{V}_\gamma + 3\text{C}_\gamma$$
$$\log [\% \text{V}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = -$$

【0035】実際には VC や VN のような他の形態の炭
窒化物もあるが、ここでは詳細を省略し、考え方を述べ
る。この式から加熱温度における固溶炭素量が求まり、
温度が非常に重要な因子であることが判る。この計算式

$$\text{NbC} = \text{Nb}_\gamma + \text{C}_\gamma$$
$$\log [\% \text{Nb}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = -(7970/T) - 3.31 \cdots \cdots (4)$$
$$\text{TiC} = \text{Ti}_\gamma + \text{C}_\gamma \quad (\text{C} = 0.5\%) \cdots \cdots (5)$$
$$\log [\% \text{Ti}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = -(10475/T) + 4.68 \cdots \cdots (6)$$

【0036】これらの式から何れの添加元素も加熱温度
が高温になるにつれ固溶量が増大することが理解でき
る。 Mo に関しては炭化物の形態が複雑であるため、定
式化されていないが、高温になるにつれ固溶量は増大す
る。一方、加熱温度の高温化は、降伏点の低下を招く。
この降伏点の低下は鋼を有するばね鋼の延性評価方法で
あるノッチ曲げ試験（ノッチを入れた試験片に対して折
損までの曲げ角度を測定する曲げ試験）における曲げ角
度を増大させ、コイルング特性が向上する。本発明にお
いてはこのような考えから加熱温度を検討した結果9
20℃以上であれば、請求項1〜6に規定した化学成分
の鋼に対して請求項に記載の性能を引き出せることを見
出した。

【0037】次に、残留オーステナイト量を6%以下と
する製造方法について述べる。オイルテンパー線は伸線
材からオーステナタイト化までの加熱、焼入れ、焼戻しと
いう三つの工程を連続的に行うことによって製造される
が、残留オーステナイトの発生は合金元素の固溶量、焼
入れ時の線の温度、焼戻しの3条件によって左右され
る。すなわち、合金元素のうちオーステナイト安定化元
素である炭素、 Mn 、 Ni 、 Mo といった元素がオーステ
ナタイト中に固溶すると残留オーステナイトが発生し易
くなる。また、合金元素が添加されると Ms 点、 Mf 点が
低下し、一般の焼入れ新による焼入れ温度では Mf 点以
下にならない。完全にマルテンサイト化出来ず、残留オー
ステナイトが発生しやすくなる。

【0038】発生した残留オーステナイトはその後の焼
戻し工程で分解するが、高強度を得るために焼戻し温度
が低い場合や焼戻し時間が短い場合には分解が完了せ
ず、鋼線内に残留することになる。合金元素の添加が少
なければ残留オーステナイトの発生量を容易に減少でき
るが、請求項1〜5に規定した添加元素は鋼の軟化抵抗
を高め、高強度を得る観点から必要不可欠である。発明
者は、請求項1〜5の化学成分の鋼をオイルテンパー処
理において残留オーステナイトを6%以上とするには焼
入れ温度をなるべく低くし、十分冷却することが重要で
あり、焼入れ時の線の温度を45℃以下とすることによ
り良好な結果が得られることを見出した。

強化を起こす。その平衡温度と温度の関係を示すと次式
で表される。

$$(C = 0.5\%) \cdots \cdots (1)$$
$$= -(30400/T) + 20.88 \cdots \cdots (2)$$

は平衡状態を考慮しているが、実際の短時間加熱ではさ
らに固溶炭素量は少ないと考えられる。 Nb 、 Ti にも
同様の関係が知られている。

$$\cdots \cdots (3)$$
$$\cdots \cdots (4)$$
$$\cdots \cdots (5)$$
$$\cdots \cdots (6)$$

【0039】

【実施例】表1に本発明鋼の化学成分例とともに比較従
来鋼（比較鋼）の化学成分を示す。本発明鋼（発明鋼）
は表1に示す化学成分に溶製され、熱間圧延によりφ8
mmの線材とした後、パテンチング・皮剥き・伸線・焼
戻し・オイルテンパーの各処理を施してφ3.2mmのオ
イルテンパー線を作成した。発明鋼を含めて伸線過程で
断線等の不具合は発生していなかった。オイルテンパー線
の強度は耐疲労性および耐べたりの観点から引張強さを
1960MPa以上とした。また表中の介入物寸法は表
層付近における測定結果である。

【0040】表2に発明鋼および比較鋼によるオイルテ
ンパー線の熱処理条件および機械的性質等を示す。本発
明鋼は V 、 Mo 、 Ti 、 Nb 等の未固溶炭窒化物を選択
するため、従来鋼より加熱温度を高めた。さらに発明鋼に
ついてはばね成形にあたって折損をさけるため、降伏比
0.8〜0.9または残留オーステナイト量を抑制する
ために焼入れ温度を45℃以下とした。さらに、焼戻し
温度を高めることにより、発生した残留オーステナイト
の分解を促進し、その量を6%以下に抑制した。また、
ばね成形にあたっての変形抵抗を下げるために降伏点比
も0.8以上0.9以下に調整した。

【0041】オイルテンパー線は高強度になると、切り
欠き感受性が高まり、ばね成形加工時に鋭細なきずを起
点として折損事故を生じやすくなる。このばね成形性を
評価する手法として、ばね成形前に先立ち、高合金鋼チ
ップをオイルテンパー線に押しつけて深さ25mmのノ
ッチを付け、次にノッチに引張応力が負荷されるように
ノッチの反対側に半径6.5mmのボシで3点曲げ加
工を与え、折損までの曲げ角度を測定するノッチ曲げ試
験を行った。

【0042】図1に本発明鋼と従来鋼におけるオイルテ
ンパー処理における加熱温度とノッチ曲げ角後の関係を
示す。図2に残留オーステナイト量とノッチ曲げ角後の
関係を示す。本発明鋼は従来鋼の高強度材に比較してノ
ッチ曲げ特性が改善されており、加熱温度を高めること
により加工性の向上がはかれる。また残留オーステナイト
量との関係においても従来鋼よりノッチ曲げ性が優れ、

试样 编号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	其他 元素
12	0.65	1.98	0.35	0.009	0.009	—	1.32	—	—	—	0.0010	10
13	0.60	1.76	0.30	0.008	0.004	—	0.76	0.24	—	—	0.0012	8
14	0.57	2.01	0.29	0.006	0.003	—	0.01	0.21	—	0.0010	11	—
15	0.50	1.99	0.33	0.004	0.007	—	0.81	—	0.10	—	0.0010	10
16	0.66	2.00	0.31	0.006	0.005	—	1.05	0.10	0.10	—	0.0008	8
17	0.65	2.02	0.31	0.006	0.005	—	1.25	0.10	0.11	—	0.0009	9
18	0.65	1.98	0.30	0.005	0.006	0.50	0.03	0.11	0.12	—	0.0008	10
19	0.61	1.98	0.28	0.012	0.005	—	1.12	—	—	0.0020	0.0009	11
20	0.55	1.59	0.31	0.007	0.006	—	0.60	0.45	0.08	—	0.0011	12
21	0.65	1.99	0.28	0.009	0.005	—	0.81	—	0.10	0.030	0.0007	9
22	0.55	1.59	0.20	0.009	0.004	—	1.51	—	0.30	—	0.0035	11
23	0.63	2.01	0.25	0.007	0.008	—	0.75	—	—	—	0.0010	10
24	0.60	0.88	0.42	0.007	0.004	—	1.05	—	—	—	0.0011	12
25	0.57	1.78	0.48	0.019	0.010	—	0.98	0.10	—	0.0010	9	—
26	0.61	1.97	0.35	0.011	0.021	—	0.77	0.10	—	—	0.0009	11
27	0.60	1.97	0.43	0.008	0.006	—	0.76	0.10	—	—	0.0115	21
28	0.59	1.56	0.52	0.008	0.004	—	0.11	—	—	—	0.0013	35
29	0.62	1.82	0.77	0.008	0.007	—	0.78	0.20	—	—	0.0011	12
30	0.57	2.11	0.49	0.009	0.008	—	0.49	—	—	—	0.0010	11
31	0.61	2.01	0.45	0.010	0.009	0.50	0.89	—	—	—	0.0012	12
32	0.55	1.64	0.40	0.005	0.004	—	0.74	—	—	—	0.0012	11
33	0.66	2.02	0.31	0.006	0.005	—	1.55	0.10	0.10	—	0.0009	9

【0054】

【表5】

[illegible]

【0055】

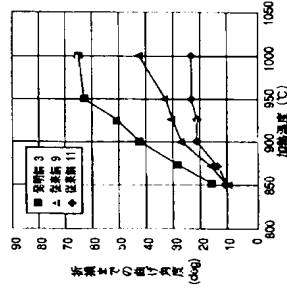
【発明の効果】本発明によれば、1960MPa以上の高強度オイルテンパー線を得ることが出来、かつ冷間のねばねば成形に際し、折損事故を発生させずにはね加工を行うことが出来る。この結果、成形したねにひずみとり

焼鈍、窒化処理、ショットピーニング処理を行うことにより、従来鋼によるはねと同等以上の耐疲労性と耐へたり性を備えたばねの製造が可能になる。

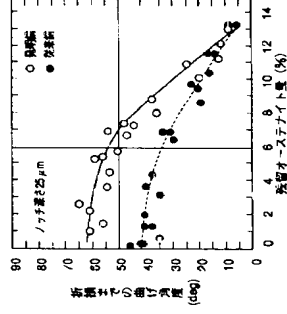
【図面の簡単な説明】

【図1】加熱温度と曲げ加工性の関係を示す図。

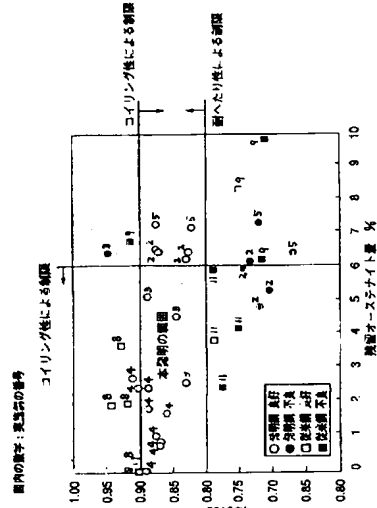
【1】



【图2】

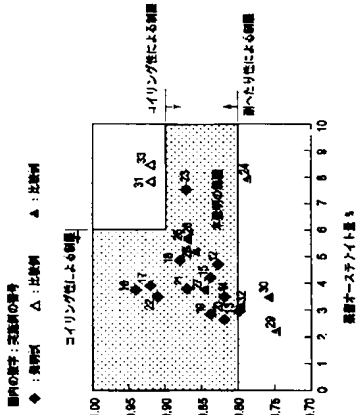


【图3】



【図2】残留オーステナイトと曲げ加工性の関係を示す。

【図4】



【手続補正書】

【提出日】平成11年9月28日(1999.9.28)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0010

【補正方法】変更

【補正内容】

【0010】すなわち本発明は(1)鋼成分として、重量％でC：0.4～0.7、Si：1.2～2.5、Mn：0.1～0.5、Cr：0.4～2.0、Al：0.0001～0.005を含むとともに、P：0.015以下、S：0.015以下に制限し、残留Feと不可逆的不純物からなり、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_B)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線である。尚本明細書で降伏比および降伏比(σ_{0.2}/σ_B)はJIS G3022の1167の規定の如く、何れも(σ_{0.2}/σ_B)を指すもので、σ_{0.2}はJIS Z2241(1993年制定)に規定される耐力オフセット法によって算出した永久ひび0.2%における荷重を試験片原断面積で除した値であり、σ_Bは同じくJIS Z2241(1993年制定)に規定される引張最大荷重を試験片原断面積で除した値である。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0015

【補正方法】変更

【補正内容】

【0015】また(6)前記(1)から(5)のいずれ

4.29～3.1および3.3は降伏比もしくは残留オーステナイトの範囲が発明の範囲外で、実施例2.4.29.3.0は疲労特性および耐へたりに性の点で不良であり、実施例3.1および3.3はばね成形性が不良であった。実施例2.5および2.6はP、Sが発明より多く、疲労特性が不良であった。実施例2.4.29.3.0および3.1は発明例に比べ疲労特性、耐へたりに性の双方に劣る。また実施例3.2は化学成分が発明の範囲内であるが、強度が

不十分で疲労強度において不良であった。

【手続補正5】

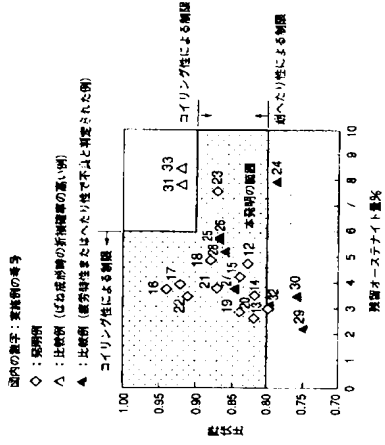
【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】図4

【補正方法】変更

【補正内容】

【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 鈴木 章一

千葉県習志野市東習志野7丁目5番地1号

鈴木金属工業株式会社内

(72)発明者 落合 征雄

千葉県習志野市東習志野7丁目5番地1号

鈴木金属工業株式会社内

(72)発明者 橋村 雅之

北海道室蘭市仲町12番地

会社室蘭製鐵所内

(72)発明者 萩原 博

北海道室蘭市仲町12番地

会社室蘭製鐵所内

(72)発明者 宮木 隆成

北海道室蘭市仲町12番地

会社室蘭製鐵所内

Fターム(参考) 4N043 A002 A001 A004 A005 A010

AB11 AB15 AB18 AB19 AB21

AB22 AB23 AB25 AB26 AB28

AB29 AB30 B004 B008